



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **11001742 A**(43) Date of publication of application: **06.01.99**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00**C21D 8/02****C22C 38/06****C22C 38/58**(21) Application number: **09166645**(22) Date of filing: **10.06.97**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor: **JINUSHI SHUICHI
ISHIKAWA TADASHI
ISHIDA KOJI
MABUCHI HIDESATO**(54) **STEEL EXCELLENT IN PROPAGATION
CHARACTERISTIC OF FATIGUE CRACK AND
MANUFACTURE THEREFOR**

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To suppress the propagation of fatigue crack, to make a weld structure light in weight and to improve the fatigue life time by composing the steel comprising specified amount of C, Si, Mn, P, S, Al and N of the ferrite base phase and the second phase each with controlled respective hardness.

SOLUTION: The steel is composed of, by weight, 0.02-0.20% C, $\leq 0.8\%$ Si, 0.30-2.5% Mn, $\leq 0.035\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, $\leq 0.1\%$ Al, $\leq 0.01\%$ N, and the balance Fe with inevitable impurities. This steel comprises 60-90% ferrite base phase and the second phase in the ratio of area of the sectional structure in the direction of plate thickness. The hardness Hv (SP) of the second phase and the hardness HV (F) of ferrite are to satisfy the condition in the given formula, and the aspect ratio of the second phase: l (length of major axis)/d (length of minor axis) is indicated as $l/d > 3.42$. Provided that Hv (SP) and Hv (F) indicate Vickers hardness of the second phase and ferrite each on load of 10 kgf respectively.

$$H_v(SP) \geq H_v(F) * (l/d)^{0.1} / 1.155$$

(51) Int.Cl.⁸

識別記号

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 A

C 2 1 D 8/02

C 2 1 D 8/02

B

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 8 F D (全 14 頁)

(21) 出願番号

特願平9-166645

(22) 出願日

平成9年(1997) 6月10日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 地主 修一

大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72) 発明者 石川 忠

大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72) 発明者 石田 浩司

大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 田中 久喬

最終頁に続く

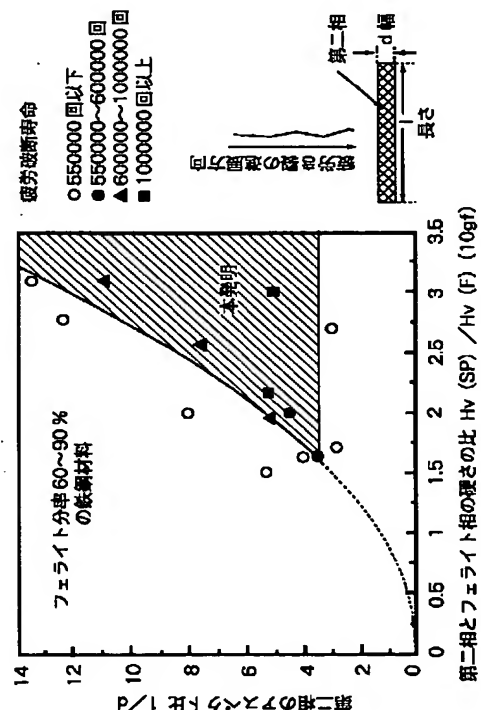
(54) 【発明の名称】 疲労き裂伝播特性の優れた鋼材及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 溶接構造物の軽量化及び疲労設計強度の向上のニーズに応えるために、疲労き裂が進展した際の高△K領域でも疲労き裂伝播を抑制できる鋼材及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、C: 0.02~0.20%、Si: ≤0.8%、Mn: 0.30~2.5%、P: ≤0.035%、S: ≤0.02%、Al: ≤0.1%、N: ≤0.01% 残部 Fe 及び不可避免不純物からなる鋼材で、板厚方向の断面組織が面積率で60~90%のフェライト母相と第二相からなり、第二相の硬さ: Hv (SP) とフェライトの硬さ: Hv (F) が以下の
(1) 式を満足し、かつ第二相のアスペクト比: l (長軸長さ) / d (短軸長さ) が $l/d > 3.42$ であることを特徴とする疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。 $Hv (SP) \geq Hv (F) * (l/d)^{0.5} / 1.155 \dots (1)$

$v (F) * (l/d)^{0.5} / 1.155 \dots (1)$



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.02~0.20%

Si : ≤0.8%

Mn : 0.30~2.5%

P : ≤0.035%

S : ≤0.02%

Al : ≤0.1%

N : ≤0.01%

$$H_v(SP) \geq H_v(F) * (1/d)^{0.5} / 1.155 \dots (1)$$

【請求項2】 板厚方向の断面組織において、疲労き裂進展方向の直線上を横切るフェライト相から第二相への界面から次の第二相への界面との間隔が25μm以下であることを特徴とする請求項1に記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【請求項3】 さらに、板厚方向の断面組織において、(111)面のX線面強度のランダム比が4以上であることを特徴とする請求項1または2のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。ただし、(111)面のX線面強度のランダム比とは当該試料とほぼ同一の成分の粉末試料から測定される(111)面の強度との比である。

【請求項4】 さらに、板厚方向の断面組織において、フェライト母相の円相当粒径の平均値が4μm以下であることを特徴とする請求項1から3のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。ただし、円相当粒径とは、当該結晶粒の面積と等しい円の直径である。

【請求項5】 さらに、板厚方向の断面組織において、フェライト母相の円相当粒径の最大値が12.5μm以下であることを特徴とする請求項1から4のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【請求項6】 さらに、

Cu : 0.01~1.5%

Ni : 0.01~3.0%

Cr : 0.01~1.0%

Mo : 0.01~1.0%

Nb : 0.003~0.05%

V : 0.005~0.02%

Ti : 0.003~0.10%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~6のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【請求項7】 重量%で、

C : 0.02~0.20%

Si : ≤0.8%

Mn : 0.30~2.5%

P : ≤0.035%

S : ≤0.02%

Al : ≤0.1%

N : ≤0.01%

2

*残部Fe及び不可避不純物からなる鋼材において、板厚方向の断面組織が面積率で60~90%のフェライト母相と第二相からなり、第二相の硬さ: Hv(SP)とフェライトの硬さ: Hv(F)が以下の(1)式を満足し、かつ第二相のアスペクト比: 1(長軸長さ)/d(短軸長さ)が1/d>3.42であることを特徴とする疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。但し、Hv(SP)及びHv(F)は、第二相及びフェライトのそれぞれの荷重10gfにおけるビッカース硬さを示す。

残部Fe及び不可避不純物からなる鋼塊または鋼片をAc1変態点以上1250℃以下の温度に加熱した後、Ar3以上の温度にて粗圧延終了後、フェライト分率が60%以上となる温度域における累積圧下率が40%以上である仕上圧延を行うことを特徴とする疲労き裂伝播特性の優れた鋼材の製造方法。

【請求項8】 更に、

Cu : 0.01~1.5%

Ni : 0.01~3.0%

Cr : 0.01~1.0%

Mo : 0.01~1.0%

Nb : 0.003~0.05%

V : 0.005~0.02%

Ti : 0.003~0.10%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項7に記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、船舶、橋梁、建設機械などの溶接構造部材に用いられる厚鋼板や形鋼に関し、特に繰り返し応力付与環境下で使用される溶接構造物の軽量化および疲労設計強度向上のニーズに応えるための疲労き裂伝播特性の優れた高張力厚鋼材及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】大型石油タンカーに代表される大型船舶等の溶接構造物において、省資源・省エネルギー化を背景とする軽量化、大容量化の要求に応え、構造用鋼材の薄肉・高強度化が望まれている。溶接構造物では、溶接熱影響部に応力集中するため、溶接止端部から疲労き裂が発生しやすく、この疲労き裂が伝播して結果的に構造物の破壊を引き起こすことが多いが、鋼材の疲労強度は、降伏強度を向上させても殆ど向上することはできない。

【0003】疲労き裂の伝播過程は、一般に、初期き裂伝播領域、安定き裂伝播領域(Pa-r-i-sの領域とも呼ぶ)、不安定破壊領域に大きく区分され、き裂が進展するにともない、き裂先端のΔK値が増加し、き裂の伝播挙動が変化する。従来は、上記安定き裂伝播領域及び不

安定破壊領域の高 ΔK の領域では鋼材組織によって疲労き裂伝播挙動はあまり影響しないと考えられてきた。そのため、従来の鋼材の組織制御による疲労き裂の伝播挙動制御・疲労寿命の向上技術は、初期き裂伝播領域である低 ΔK (\leq 約 50 kgf/mm^{1.5}) 領域が全疲労破壊過程の大部分を占める場合の適用に限られていた。しかし、溶接構造物では、鋼材の溶接止端部から疲労き裂が発生しやすいが、この場合、上記の初期き裂伝播領域 (低 ΔK (\leq 約 50 kgf/mm^{1.5}) 領域) に相当する領域の大部分が溶接熱影響部内となるため、この領域に施した鋼材の組織制御は殆ど無効となる。

【0004】従来の鋼材の疲労特性を向上させる方法としては、固溶強化や析出強化によって疲労発生限を高くする方法や硬質相の分散状態を制御してき裂進展を抑制させる方法など種々の手法が提案されている。

【0005】例えば、軟質相であるフェライト相中に硬質相である第二相を分散制御し、鋼板の疲労特性を向上させる技術については、以下のような方法が開示されている。

【0006】特開平 4-276016 号公報、特開平 6-264185 号公報及び特開平 8-60305 号公報では、軟質のフェライト相を硬化するかまたは硬質の第二相を軟化させることで鋼板の引張強度対する疲労限度を向上させる技術が開示されている。しかし、これらの技術は、鋼板の引張強度に対する疲労限度の比を向上させるために、フェライト相の硬化のために Cu、Cr、Mo 等の高価な合金元素の添加が必須である。また、上記技術は、自動車用鋼板等の初期き裂伝播領域 (低 ΔK 領域) におけるき裂伝播の抑制効果が狙える薄鋼板には有効であるが、溶接構造物の厚鋼材のように溶接熱影響部で疲労き裂が発生する場合には、き裂がかなり進展した安定き裂伝播領域 (高 ΔK の領域) 以降でのき裂伝播抑制効果が要求されるため、適しない。

【0007】また、特開平 4-329848 号公報、特開平 7-11383 及び特開平 8-188847 号公報には、微細な硬質相を多数分布させ、き裂が抵抗を受ける頻度を増加させる技術が開示されており、特開平 7-90478 号公報及び特開平 7-90480 号公報には、第二相を縞状にする技術が開示されており、特開平 8-225882 号公報には、第二相の組織分率を上昇させる技術が開示されている。しかし、これらの技術は、硬質の第二相と軟質のフェライト相の硬さの差の規定はあるが、第二相の形状 (例えば、アスペクト比 (長軸長さ/短軸長さ)) の規定は、ないため、いずれもき裂がかなり進展した高 ΔK 領域においては、第二相がき *

$$H_v (SP) \geq H_v (F) * (1/d)^{0.5} / 1.155 \dots (1)$$

(2) 板厚方向の断面組織において、疲労き裂進展方向の直線上を横切るフェライト相から第二相への界面から次の第二相への界面との間隔が 25 μ m 以下であることを特徴とする上記 (1) に記載の疲労き裂伝播特性の

* 裂の進展を抑制する効果は得られないものである。

【0008】以上のように、従来技術はいずれも、初期き裂伝播領域の低 ΔK (\leq 約 50 kgf/mm^{1.5}) 領域におけるき裂進展を抑制する方法であったため、溶接用厚鋼板のように鋼板表面に廻し溶接を施した溶接止端部からき裂が発生し、板厚方向に進展する場合、高 ΔK 領域に達する (例えば、5 mm 以上のき裂の進展で、 ΔK は 50 kgf/mm^{1.5} 以上となる) ため、上記従来技術では疲労寿命特性を向上させることはほとんど不可能である。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の従来技術の問題を踏まえ、溶接構造物の軽量化及び疲労設計強度の向上のニーズに応えるために、疲労き裂が進展した高 ΔK 領域でも疲労き裂伝播を抑制できる鋼材及びその製造方法を提供することを課題とする。具体的には入熱量が 20~30 kJ/min の廻し溶接を施した鋼材の曲げ疲労試験において、鋼板表面の応力範囲が 22 kgf/mm²、応力比 0.1 の疲労試験時に繰返し寿命が 550,000 回以上、かつ降伏強度が 30~55 kgf/mm² の鋼材及びその製造方法を提供するものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記課題を達成するためになされたもので、その手段は下記の通りである。

【0011】(1) 重量%で、

C : 0.02~0.20%

Si : \leq 0.8%

Mn : 0.30~2.5%

P : \leq 0.035%

S : \leq 0.02%

Al : \leq 0.1%

N : \leq 0.01%

残部 Fe 及び不可避不純物からなる鋼材において、板厚方向の断面組織が面積率で 60~90% のフェライト母相と第二相からなり、第二相の硬さ: $H_v (SP)$ とフェライトの硬さ: $H_v (F)$ が以下の (1) 式を満足し、かつ第二相のアスペクト比: 1 (長軸長さ) / d (短軸長さ) が $1/d > 3.42$ であることを特徴とする疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【0012】但し、 $H_v (SP)$ 及び $H_v (F)$ は、第二相及びフェライトのそれぞれの荷重 10 gf におけるビッカース硬さを示す。

優れた鋼材。

【0013】(3) さらに、板厚方向の断面組織において、(111) 面の X 線面強度がランダム比で 4 以上であることを特徴とする上記 (1) または (2) のい

れかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。ただし、(111)面のX線面強度のランダム比とは当該試料とはほぼ同一の成分の粉末試料から測定される(111)面の強度との比である。

【0014】(4) さらに、板厚方向の断面組織において、フェライト母相の円相当粒径の平均値が $4\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする上記(1)～(3)のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。ただし、円相当粒径とは、当該結晶粒の面積と等しい円の直径である。

【0015】(5) さらに、板厚方向の断面組織において、フェライト母相の円相当粒径の最大値が $12.5\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする上記(1)～(4)のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【0016】(6) さらに、

Cu: 0.01～1.5%

Ni: 0.01～3.0%

Cr: 0.01～1.0%

Mo: 0.01～1.0%

Nb: 0.003～0.05%

V: 0.005～0.02%

Ti: 0.003～0.10%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)～(5)のいずれかに記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材。

【0017】(7) 重量%で、

C: 0.02～0.20%

Si: $\leq 0.8\%$

Mn: 0.30～2.5%

P: $\leq 0.035\%$

S: $\leq 0.02\%$

Al: $\leq 0.1\%$

N: $\leq 0.01\%$

残部Fe及び不可避不純物からなる鋼塊または鋼片をAc₁変態点以上 1250°C 以下の温度に加熱した後、Ar₃以上の温度にて粗圧延終了後、フェライト分率が60%以上となる温度域における累積圧下率が40%以上である仕上圧延を行うことを特徴とする疲労き裂伝播特性の優れた鋼材の製造方法。

【0018】(8) 更に、

Cu: 0.01～1.5%

Ni: 0.01～3.0%

Cr: 0.01～1.0%

Mo: 0.01～1.0%

Nb: 0.003～0.05%

V: 0.005～0.02%

Ti: 0.003～0.10%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(7)に記載の疲労き裂伝播特性の優れた鋼材の製造方法。

【0019】本発明鋼材の化学成分の限定理由は以下の通りである。

【0020】Cは鋼の強度を向上させるのに有効な成分として添加するもので、0.02%未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であり、フェライト分率を90%以内にとどめることが困難である。また、0.20%を超える過剰の添加はフェライト分率を70%以上得ることを困難にし、さらに靱性、耐溶接割れ性などを著しく低下させるので、0.02～0.20%の範囲とした。

【0021】Siは脱酸素素として、また、母材の強度確保に有効な元素である。疲労特性向上の観点からは固溶強化により疲労限を向上させる効果があるので、添加することが望ましいが含有しないことも可能である。しかし0.8%を超える過剰の添加は固溶強化による疲労限向上の効果が飽和し、構造用鋼板として重要な靱性や溶接性の劣化を招き、加熱工程で剥離の困難な鋼片表面の酸化層の著しい成長を招くので、Siの範囲は0.8%以下とした。

【0022】また、Mnは母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限0.30%以上添加する必要があるが、溶接部の靱性、割れ感受性など材質上許容できる範囲で上限を2.5%とした。

【0023】Pは結晶粒界に偏析し鋼の延性及び靱性のいずれにも有害に作用する。全く含有しないことが望ましいが実用の清浄化の程度を考慮して上限を0.035%とした。

【0024】Sは鋼中の合金元素と化合して種々の介在物を形成し、鋼の延性及び靱性のいずれにも有害に作用する。全く含有しないことが望ましいが実用の清浄化の程度を考慮して上限を0.02%とした。

【0025】Alは脱酸、 γ 粒径の細粒化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.005%以上含有する必要があるが、0.1%を超えて過剰に添加すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.005～0.1%範囲に限定する必要がある。

【0026】NはAlやTiと化合して γ 粒微細化を起こすので、適切な量のN添加により、強度、靱性向上を図ることも可能である。しかし、まったく含有しない場合でも強度、靱性などの鋼材の性能を十分に得ることが可能である。一方、過剰に添加すると固溶Nが増加して逆に靱性に悪影響を及ぼしたり、さらには延性にまで悪影響を及ぼす。許容できる範囲として、Nの含有量を0.01%以下とする。

【0027】以上が本発明鋼の基本成分であるが、主に造船材等の用途で本発明品を用いるとすると所望の母材靱性レベルに応じてNi、Cu、Ti、Nb、Vの1種または2種以上を含有させ、強度確保することが望ましく、また造船用途以外の目的で例えば橋梁用・建設機械用鋼板で疲労特性のみならず延性の向上を目的としてC

r、Moなどの元素を含有させることも有効である。

【0028】同程度の引張強度の鋼においては基本成分のみで所望の強度を達成する場合と、Cu、Ni、Nb、V、Tiの1種または2種以上を適宜含有することにより強度確保を計る場合で韌性や溶接性が著しく異なり、一般にCu、Ni、Nb、V、Tiの1種または2種以上を適宜含有する鋼の方が良好な韌性や溶接性を示す。また母材韌性の重要でない建築・橋梁用部材にはMoの添加も有効である。以下にCu、Ni、Ti、Nb、V、Cr、Moの各選択化学成分の作用を述べる。

【0029】Cuは母材の強度と韌性を同時に向上でき、特に1.0%以上の添加を行い550°C程度の温度で適切な時効処理を施した場合フェライト母相中に単体で整合析出してフェライト相の延性を損なわず強度を向上する効果を有する。しかし1.5%超の添加では熱間加工性に問題を生じるため、実用上有効な0.01~1.5%の範囲に限定する。

【0030】次に、NiもほぼCuと同様、強度および韌性を向上させ、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.01%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、韌性は向上するが3.0%を超えて添加しても効果が飽和し、さらに高価な元素であるため、経済性を考慮して、上限を3.0%とする。

【0031】Crは母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.01%以上必要であり、一方、1.0%を超えて添加すると、韌性が急激に劣化する傾向を有するため、0.01~1.0%の範囲とする。またCrはSiとの同時添加によって第二相に濃化させ、焼戻しなどの調質処理後も第二相の硬さを確保することを容易にする効果を有する。

【0032】Moは母材の強度向上に有効な元素であり、かつフェライト相中の炭素と化合物を形成しフェライト相の延性を向上する効果があるため特に降伏強度50kgf/mm²級の鋼を本発明法を適用して造る際に添加することが望ましい。効果を得るためには0.01%以上の添加が必要であり、一方、1.0%を超えて添加すると、著しく韌性が劣化する傾向を有するため、0.01~1.0%の範囲とする。またMoも、焼戻しなどの調質処理後も第二相の硬さを確保することを容易にする効果を有する。

【0033】Nb及びVはいずれも析出強化により母材の強度向上に寄与するが、過剰の添加で延性や韌性が劣化する。これら元素の添加は特に第二相の分布間隔を狭めることについても効果を示す。効果を得るにはNb 0.003%程度、Vは0.005%程度の添加が必要であるが明瞭な効果を得るためにはNbは0.005%以上、Vは0.02%以上の添加が望ましい。従って、延性、韌性の劣化を招かずに、効果を発揮できる範囲として、Vは0.005~0.20%、Nbは0.003

~0.05%とする。

【0034】Tiは析出強化により母材強度向上に寄与するとともに、Nbと同様に炭窒化物TiC、TiNの形成により溶接構造物用鋼に本発明法を適用した場合の溶接熱影響部の韌性確保にも有効な元素であるが、効果を発揮できるためには0.003%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超えると、Alと同様、粗大な酸化物を形成して韌性や延性を劣化させるため、上限を0.10%とする。

【0035】次に本発明鋼材の組織の限定理由について、説明する。

【0036】本発明鋼板は、フェライト及び第二相からなる複合組織鋼中の第二相の形態及びフェライト及び第二相の硬さを制御し、第二相の疲労き裂先端の応力場制御により、第二相において主き裂から微小き裂（以後二次き裂と称する）を発生させ、主き裂を屈曲・分岐させることにより、き裂の進展力を分散・弱め、き裂の伝播を遅延させるものである。破壊力学的メカニズムとしては、き裂の進展がモードI（単純開口モード）からモードII（面内すべり）へと遷移することによりき裂を分岐させるとともに、この際の主き裂先端部のK値の変動（ΔK）を複数の二次き裂先端部に分配させることにより、高ΔK領域での疲労き裂進展を遅延させるものである。

【0037】上記のメカニズムにより、溶接構造物等の溶接止端部から発生した疲労き裂が板厚方向へ深く進展した際の高ΔK値領域でもき裂の伝播を遅延させることができるのである。

【0038】本発明では、伝播中の疲労き裂を屈曲・分岐させるために疲労き裂が進展する方向と直交する方向に伸展した硬質な第二相を分布させることを要件とする。

【0039】図1に、本発明鋼材において疲労き裂から二次き裂が発生する際の機構の概念図を示す。本発明鋼材において、硬質な第二相は、軟質なフェライト相に比べて、塑性変形しにくいので、疲労き裂が進展して第二相に近づくにつれて、第二相の応力の影響によりき裂先端部のフェライト相の塑性変形が抑制され、第二相の近傍で第二相を迂回し、屈曲または分岐するようにすべりによる二次き裂が発生する。

【0040】上記の機構を利用して二次き裂を発生させ、疲労き裂の伝播を遅延させるためには、疲労き裂の進展過程において、第二相とその周囲のフェライト相との間で応力の相互作用を生じさせることが必要である。本発明者らは、上記相互作用を生じさせるために必要な第二相の形態を調査した結果、第二相のアスペクト比（＝長軸長さ（l）／短軸長さ（d））を規定するとともに、フェライト相と第二相の硬さの比を規定することが有効であることを知見した。

【0041】本発明者らは、直方体形状の第二相をき裂

の進展方向と直行する位置に配置した場合を想定し、第二相が変形せずに歪分配されている場合に、第二相がその周囲のフェライトから受ける引張応力(σ (SP))を計算で求めた結果、以下のようになることがわかった。

【0042】

$$\sigma(\text{SP}) = \sigma * l / (d \cdot d')^{0.5} / (2/3)^{0.5}$$

ただし、 σ は当該第二相から遠方に離れた位置における引張応力、 l は第二相(直方体)の長さ(き裂進展方向*

$$\sigma(\text{SP}) = \sigma * (l/d)^{0.5} / 1.155 \cdots (0-1)$$

まず、疲労き裂が第二相によって屈曲または分岐するためには、き裂が進展して第二相近傍まで近づいた場合に、第二相が降伏・破断することなく、無変形で残存する必要がある。第二相、フェライト相が降伏を始める応力をそれぞれ $\sigma_y(\text{SP})$ 、 $\sigma_y(\text{F})$ とし、第二相、フェライト相の硬さをそれぞれ $H_v(\text{SP})$ 、 H_v ※

$$H_v(\text{SP}) \geq H_v(\text{F}) * (l/d)^{0.5} / 1.155 \cdots (1)$$

従って、本発明鋼材の組織では、第二相の硬さ: $H_v(\text{SP})$ とフェライト相の硬さ: $H_v(\text{F})$ が、上記の(1)式を満たすことを要件とする。

【0046】但し、 $H_v(\text{SP})$ 及び $H_v(\text{F})$ は、第二相及びフェライトのそれぞれの荷重10gfにおけるビッカース硬さを示す。

【0047】次に、疲労き裂が第二相によって屈曲・分★

$$\sigma(\text{F}) = \sigma * (l/d)^{0.5} / 1.155 \cdots (0-2)$$

ただし、 σ は第二相から遠方に離れた位置における引張応力とする。

【0049】上記の式において、疲労き裂の先端部に二次き裂を生じさせるためには、 $\sigma = \sigma_y(\text{F})$ のときに、き裂先端部の応力 $\sigma(\text{F})$ をフェライト相の加工硬化が飽和する引張強度:TSまで上昇させる必要がある。実鋼材では多くの場合、フェライト単相鋼の公称降伏応力:YPと公称引張強度:TSの関係は、TS/YP=1.6となるから、き裂先端部のフェライト相が加工硬化し、剪断変形を起こすための条件は、以下のようになる。

$$\text{【0050】 } 1.6 < (l/d)^{0.5} / 1.155$$

よって、 $l/d > 3.42 \cdots (2)$

従って、本発明鋼材の組織では、上記の(2)式、つまり、第二相のアスペクト比(長軸長さ(l)/短軸(d))が3.42超となることを要件とする。

【0051】本発明者らの研究によると、二次き裂の発生はフェライト相中でしか起こらず、フェライトの面積率が高い程、二次き裂が多く発生することが知見された。本発明では、疲労き裂からの二次き裂の発生を促進させるために、フェライト相の面積率を60%以上に規定する。また、フェライト相が90%超になると第二相の面積率が少なくなり、き裂が進展し第二相近傍まで近づいた際、第二相が破壊してしまうので上限を90%とした。

*と直交する方向)、 d は第二相(直方体)の高さ(き裂進展方向)、 d' は第二相(直方体)の幅(l 及び d の方向と直交する方向)とする。

【0043】実際の鋼材では l 及び d' は圧延面と平行な方向にあり、 l/d' はほぼ1に等しくなるため、 $l/(d \cdot d')^{0.5}$ は $(l/d)^{0.5}$ と近似でき、第二相が受ける引張応力($\sigma(\text{SP})$)は、以下のように示される。

【0044】

※(F)とすると、これらの関係は、 $\sigma_y(\text{SP})/\sigma_y(\text{F}) = H_v(\text{SP})/H_v(\text{F})$ となるため、第二相が降伏・破断せず無変形で残存するためには、以下の関係式を満たす必要がある。

【0045】

★岐するための二次き裂を生じさせるためには、第二相がフェライト相を内部くびれ(Internal Necking)を起こすまで加工硬化させる必要がある。第二相がその近傍のフェライト相に及ぼす応力は、フェライト相が第二相に及ぼす引張応力の反作用として生じるため、以下のようになる。

【0048】

【0052】さらに疲労寿命特性を向上させるために、本発明鋼材の組織を以下の理由で規定する。

【0053】疲労き裂からの二次き裂は、疲労き裂の進展方向の直線上を横切っている第二相の数が多いほど発生しやすくなるため、き裂進展方向の第二相の分布間隔を狭くすることが疲労寿命特性を向上させるために有効である。本発明では、き裂進展方向の直線上を横切るフェライト相から第二相への界面から次のフェライト相から第二相への界面までの間隔を上記疲労寿命特性を向上の効果が明瞭に現れる $25 \mu\text{m}$ 以下に規定する。

【0054】疲労き裂から二次き裂の発生を誘発し、その発生頻度を増加させるためには、フェライト相中に有効な結晶方位を有する集合組織を発達させ、その異方性を利用することが有効である。また、疲労き裂から発生した二次き裂の進展方向と結晶の容易すべり方向が不一致となる結晶方位を有する集合組織を発達させることで二次き裂伝播の抵抗を増加させ、二次き裂の伝播を遅延できる。

【0055】本発明者らは、上記の二次き裂の発生を誘発し、且つ分岐した二次き裂の進展を遅延させるために有効な集合組織を調べた結果、最大剪断応力方向(鋼材表面から 45°)と最密面である(110)面(鋼材表面から約 36.5°)に近い(111)面の集合組織が有効であることがわかった。

50 【0056】(111)面の集合組織は最密面が最大剪

断応力方向と近いので、二次き裂の発生が誘発されるが、分岐した二次き裂はわずかながらも最大剪断応力方向と異なる方向に進展するため二次き裂が長くなると抵抗が生じてくる。従って、本願発明鋼材の組織において、二次き裂の進展の遅延の効果が顕著になるまでの(111)面の集合組織を発達させるために、(111)面のX線面強度がランダム比で4以上に規定する。但し、(111)面の集合組織とは鋼材表面に対し(111)面が平行に形成される集合組織、(111)面のX線面強度とは面強度測定試料の法線方向から測定した(111)面から反射されるX線面強度とする。また、(111)面のX線面強度のランダム比とは当該試料とほぼ同一の成分の粉末試料から測定される(111)面の強度との比である。

【0057】また、本発明者らの実験からき裂の分岐、迂回は、主にフェライト相の粒界、フェライト相と硬質相の界面またはフェライト結晶中で起こり、ベイナイトなどの硬質相中ではほとんど起こらないことが知見された。そのため、上記の(111)面の集合組織制御を施した後、さらに細粒フェライト組織が主体となるように組織制御を施すと、さらに疲労寿命特性が向上させられる。

【0058】従って、本発明鋼板の組織では、上記疲労寿命特性の向上が顕著に現れるように、フェライト相の円相当粒径の平均値を4 μ m以下に規定する。

【0059】さらに、フェライト相の円相当粒径の平均値が小さくても粗大な結晶粒を含有する組織では粗大結晶粒の近傍で、き裂の進展が加速される恐れがある。その現象を防ぐため、本発明鋼板の組織では、フェライト相の円相当粒径の最大値を12.5 μ m以下と規定する。

【0060】ここで、フェライト相の結晶粒界の種類は隣接する結晶との結晶方位の方位差が5°程度の亜結晶粒界も含み、円相当粒径の最大値とは実際の試料を400倍視野となるように撮影した際の100mm \times 70mm面積の光学顕微鏡写真で観察される最大の結晶の円相当粒径とする。ただし、円相当粒径とは、当該結晶粒の面積と等しい円の直径とする。

【0061】本発明鋼材の製造条件の限定理由について、説明する。

【0062】粗圧延における温度は、鋼材中心部のザク欠陥などを十分に圧着させるために、Ar₃以上のオーステナイト温度域に規定する。

【0063】仕上圧延は、まず、鋼材組織中のフェライト相の面積率を60%以上にするために、フェライト分率が60%以上となる温度域にて累積圧下を加え、さらに、この時の累積圧下率は、十分に展伸した第二相を得るとともに、フェライト相に(111)面の集合組織の発達を促進させるために、40%以上と規定する。なお、本発明の規定する成分の鋼でこのような製造法を適

用した場合フェライト分率はほぼ安定して90%以内が得られる。

【0064】

【発明の実施の形態】本発明で実施した疲労特性評価試験の方法について以下に述べる。

【0065】まず、構造物の溶接止端部から疲労き裂が発生する場合の疲労特性を評価するために、本発明者らが採用した疲労試験方法を図2に示す。

【0066】試験片は、厚み：25mmの鋼板から鋼板長手方向長さ：300mm、幅方向長さ：80mmの試験板を採取し、幅：10mm、長さ：30mm、高さ：30mmのリブ板を炭酸ガス溶接により試験板の中央に廻し溶接して作成した。この際の炭酸ガス溶接は、化学成分組成がC：0.06wt%、Si：0.50wt%、Mn：1.40wt%である1.4mm径の溶接ワイヤを用いて、電流270A、電圧30V、ビード速度20cm/minでおこなった。疲労試験は、荷重支点のスパンを下スパン：70mm、上スパン：220mmとして、最大荷重(P_{max})：5500kgfで応力比(R)：0.1の繰返し応力負荷を加え、疲労破断寿命を測定した。本疲労評価試験では、本発明が目的とする疲労寿命特性評価するために試験片の溶接入熱量が24.3KJ/min、表面の応力変動範囲が22.2kgf/mm²で実施した。

【0067】さらに、本発明の高 ΔK 領域での疲労寿命特性を評価するために、本疲労試験により、ピーチマーク付与をした実験も行い、鋼板板厚方向の疲労き裂伝播速度と ΔK の関係を求めた。

【0068】

【実施例】表1の化学成分を含有する鋼片を用いて、表2に示す製造条件で板厚25mmの鋼板を製造した。また、表3は、表2の製造方法によって得られた鋼板のミクロ組織及び疲労特性、機械的性質を示す。ここで、本発明鋼板の対象板厚は、この実施例によって規定されるものではなく、また、鋼板だけでなく、形鋼などの鋼材にも適用できる。

【0069】表1において、鋼番1～7は本発明例であり、鋼番8及び9は比較例を示す。また、表2及び3において、試験番号1～7は、本発明例であり、試験番号8～16は、比較例を示す。

【0070】試験番号16の比較例は、通常の高張力鋼板であり、オーステナイト再結晶域圧延を主とする粗圧延と未再結晶域圧延を主とする仕上圧延を行った後、水冷後焼戻し熱処理をしている。この鋼板組織はほぼベイナイト単相であり、ベイナイトの平均結晶粒径は7.2 μ m程度最大粒径は15 μ mであり、主に微弱な再結晶集合組織と若干の変態集合組織からなり、(111)面の集合組織はランダム比で1.5程度である。したがって、この鋼板組織は、本発明の規定条件を全く有していないため、疲労寿命は350000回程度であり、本発

明の目標の疲労寿命特性が得られていない。

【0071】試験番号1の発明例は、所定の製造条件であるフェライトが80%程度を占める温度域で77%の大圧下率で圧延しており、第二相のアスペクト比(1/d)は5程度であり、第二相及びフェライト相の硬さと第二相のアスペクト比の条件式である(1)式も満足する。また、水冷したままで製造を終了したため、第二相の硬さも硬く、(111)面の集合組織が4以上に制御されており、本発明の規定する所定条件を満たしているため、本発明の目標の疲労寿命特性が得られている。

【0072】試験番号2及び3の発明例は、試験番号1と同じ圧延条件で得られた鋼板を熱処理し、その後空冷して第二相の分布間隔や集合組織フェライトの粒径を試験番号1の鋼板とほぼ同様にしたまま、第二相のみを軟化させている。これらの鋼板は、本発明の規定する第二相の条件を満たしているため、本発明の目標である550000回の疲労寿命が得られている。ただし、試験番号2及び3の鋼板は、試験番号1の鋼板に比べ第二相を軟化しているため、疲労特性が劣化しており、第二相の硬度を高く保った方がより疲労特性が向上できることが判る。

【0073】試験番号4の発明例は、フェライト分率がほぼ60%になる温度域で42%の累積圧下率で仕上げ圧延した例であり、第二相のアスペクト比は3.5となりフェライトが内部くびれ及び剪断すべりを起こす

(1)式の条件を満たしており、本発明の目標である疲労寿命を達成できている。

【0074】試験番号8の比較例では、フェライト分率がほぼ60%になる温度域で圧下を加えているが、累積圧下率が35%程度の仕上げ圧延であり、本発明の所定条件を満たしていないため、第二相のアスペクト比が所定値よりも小さく、疲労特性が本発明の目標値に達していない。

【0075】また、試験番号9の比較例では、オーステナイト域温度で仕上げ圧延を行った後、二相域でフェライトを生じさせ、その後、水冷しており、本発明の所定条件と異なるため、硬化した第二相が得られるもののアスペクト比が不十分であり、疲労特性が本発明の目標値に達していない。

【0076】試験番号10の比較例では、フェライト分率がほぼ80%になる温度域で80%もの累積圧下率の仕上げ圧延を施しているが、熱処理で第二相を軟化させすぎているため、本発明の第二相の形状と第二相及びフェライト相の硬さが(1)式の条件を満たしていない。*

$$H_v(SP)/H_v(F) \geq (1/d)^{0.5}/1.155 \cdots (1)$$

図4には本発明で規定する鋼材の第二相の分布間隔と疲労寿命の関係を示した。第二相の分布間隔(疲労き裂進展方向の直線上に存在するフェライト相から第二相への界面から次の前記界面との間隔)が25μm以下の場合、良好な疲労特性が得られていることがわかる。

*したがって、疲労き裂の進展時に第二相が十分にフェライトの変形を抑制せず、疲労特性も目標値に達していない。

【0077】試験番号11の比較例では、化学成分のうちCが過剰であり、第二相の硬さやアスペクト比(1/d)が所定範囲にあるものの、フェライト分率が所定値より不足であるため、疲労特性は不十分である。

【0078】試験番号12の比較例では、Cは、所定範囲にあるが、Siが過剰であるため、フェライト分率が不足し、フェライト相が過剰に固溶強化してしまうため、本発明の(1)式の条件を満たさない。そのため、疲労特性は、目標に対して不十分である。

【0079】以上のように本発明の製造方法に従って製造した試験番号4の発明例は、十分な疲労特性が得られるが、仕上げ圧延の累積圧下率が不足している試験番号8の比較例及び仕上げ圧延時のフェライト分率が不十分な試験番号9の比較例及び第二相を軟化してしまう不用意な熱処理を施した試験番号10の比較例及び化学成分の規定を満たさずフェライト分率が適正でない試験番号11及び12の比較例はいずれも疲労特性が不十分である。

【0080】また試験番号5及び6の発明例はNb、Tiなどのマイクロアロイ元素を添加せず製造したために結晶粒径や第二相の分布間隔が比較的粗いが第二相の硬さや形状が適正なため疲労特性は良好である。

【0081】また、大型の鋼板などで条切り性を向上させるために熱処理を施す必要が生じたときなどは、第二相の硬度を十分に確保するために試験番号7の発明例のようにCr、Moなどの焼戻し軟化抵抗を向上させる元素を添加することが有効である。試験番号7では焼戻し処理を施したにもかかわらず十分に第二相が硬く良好な疲労特性が保たれている。

【0082】これに対し、試験番号13～15の比較例は焼戻し軟化抵抗を考慮せず熱処理を施しているため第二相が軟化して、本発明の(1)式を満たさない。従って疲労特性は不十分である。

【0083】図3にフェライト分率が60～90%に制御された複合組織鋼材の第二相のアスペクト比(1(長軸長さ)/d(短軸長さ))と第二相及びフェライト相の硬さの比($H_v(SP)/H_v(F)$)を示した。本発明の $1/d > 3.42$ と下記(1)式を満たす条件で本発明の目標である550000回以上の疲労寿命が得られていることがわかる。

【0084】

【0085】図5には鋼板組織における(111)面のX線面強度のランダム比と疲労寿命の関係を示している。(111)面のX線面強度のランダム比が増加するにつれ、疲労特性が向上しており、(111)面のX線面強度のランダム比が4以上で本発明の目標である55

15

0000回以上の疲労寿命が得られることがわかる。

【0086】図6には(111)面のX線面強度のランダム比が4～8の集合組織を発達させた鋼材のフェライト相の平均結晶粒径と疲労寿命の関係を示した。ただし、結晶粒径は円相当粒径で測定している。フェライト相の平均結晶粒径を小さくするとともに疲労寿命が向上し、平均結晶粒径が4 μ m以下のとき70000回以上の疲労寿命が得られることがわかる。

【0087】図7には(111)面のX線面強度のランダム比が4～8の集合組織を発達させた鋼材のフェライト相の最大結晶粒径と疲労寿命の関係を示した。フェライト相の最大結晶粒径が小さくなるほど疲労寿命が向上し、最大結晶粒径が12.5 μ m以下のとき60000回以上の疲労寿命が得られることがわかる。

【0088】図8に本発明鋼材と通常の高張力鋼における ΔK （応力拡大係数範囲）と疲労き裂伝播速度の関係を示す。き裂伝播速度及び ΔK 値（応力拡大係数範囲）は、ビーチマーク法によって、計算した。この図から本発明鋼材は、従来の高張力鋼に比べて、50kgf/m $m^{1/2}$ 以上の高 ΔK 領域でも疲労き裂伝播速度を著しく低下させ、疲労寿命の向上効果を有することがわかる。ただし、疲労き裂伝播速度（da/dN）は、一回の繰返し応力負荷で疲労き裂の進展する長さである。

【0089】

【表1】

30

40

【0090】

【表2】

16

適用鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	Nb
○ 1	0.08	0.13	0.50	0.012	0.008	0.029	0.0030	0	0	0	0	0	0	0
○ 2	0.19	0.75	2.35	0.012	0.008	0.031	0.0028	0	0	0	0	0	0	0
○ 3	0.09	0.21	1.51	0.008	0.009	0.012	0.0030	0	0	0	0	0.013	0	0.008
○ 4	0.13	0.18	1.62	0.006	0.008	0.028	0.0025	0.3	0	0.1	0	0.011	0	0.006
○ 5	0.15	0.19	1.16	0.017	0.004	0.028	0.0020	0	0	0	0	0.013	0	0.006
○ 6	0.18	0.28	1.24	0.024	0.006	0.020	0.0030	0	0	0	0	0.001	0	0.013
○ 7	0.08	0.23	1.35	0.009	0.004	0.007	0.0030	0	0.32	0	0.35	0.013	0	0.006
× 8	0.24	0.20	1.18	0.010	0.004	0.006	0.0030	0	0	0	0	0.009	0	0.006
× 9	0.03	1.01	1.35	0.008	0.003	0.006	0.0029	0	0	0	0	0.008	0	0.006

適用の欄の○は本発明の範囲に該当することを示し、×は本発明に該当しないことを示す。

適用番号	鋼番	加熱温度 ℃	オーステナイト域粗圧延				仕上圧延		仕上圧延 後工程	
			再結晶域 圧延温度 ℃	圧下率 %	再結晶域 圧延温度 ℃	圧下率 %	圧延温度℃ (開始) (終了)	圧延率 %	仕上圧延 開始時の フェライト 分率	冷却 *) 熱処理
本 発 明 例	○ 1	5	1100	省略	790	22	670	77	80	水冷
	○ 2	5	1100	省略	790	22	670	77	80	水冷
	○ 3	5	1100	省略	790	22	670	77	80	水冷
	○ 4	3	1100	省略	790	22	750	42	60	水冷
	○ 5	1	1100	900	50	—	750	42	80	水冷
	○ 6	2	1100	900	50	—	700	42	65	水冷
	○ 7	4	1100	900	50	790	650	40	72	水冷
比 較 例	× 8	7	1100	省略	790	22	750	35×	60	水冷
	× 9	5	1100	950	60	790	—	—	—×	二相域から水冷
	× 10	6	1100	950	60	790	650	77	80	水冷
	× 11	8×	1100	950	52	810	650	72.1	55×	水冷
	× 12	9×	1140	900	45	790	710	695	92×	水冷
	× 13	3	1140	900	45	790	650	645	77.3	水冷
	× 14	3	1140	900	45	790	650	662	77.3	水冷
	× 15	5	1140	900	45	790	650	651	77.3	水冷
	× 16	6	1140	970	30	850	—	—	—×	水冷

注意) 適用の欄の○は本発明の条件を満足している本発明例であることを示す。

×は該当しない比較例であることを示す。

*) 熱処理パターンはそれぞれA: 430℃にて20分恒温保持後空冷、

B: 530℃にて20分恒温保持後空冷、C: 630℃にて20分恒温保持後空冷を示す。

適用	番号	鋼番	HvSF	HvF	Hv (SP) /Hv (F)	l/d 式1	フェライト 分率 %	き裂伝播経路上の 第二相の分布間隔 μm	厚み中心部 α (111) ランダム比	フェライト 円相当粒径 μm 平均 最大	廻し溶接 曲げ疲労 寿命 cycle	降伏応力 kgf/mm^2	引張強さ kgf/mm^2	全伸び %
○	1	5	1612	204	300	5.0	○	221	6.02	3.5	7.8	520	638	17.2
○	2	5	388	179	217	5.2	○	21.6	7.30	3.8	12	494	620	18.3
○	3	5	325	166	196	5.1	○	21.3	7.98	3.9	13	452	590	21.5
○	4	3	296	180	164	3.5	○	29.8	3.50	5.6	13	382	482	23.5
○	5	1	240	120	200	4.5	○	43.5	5.23	12	18	27.5	35.2	35.0
○	6	2	692	220	310	10.8	○	58.5	8.20	13	19	57.8	64.9	15.2
○	7	4	540	210	257	7.5	○	23.4	7.80	3.2	7.8	54.3	57.8	18.2
×	8	7	268	190	1.71	$\times 2.8$	○	31.2	2.50	8.9	15	430	623	20.2
×	9	5	488	180	2.70	$\times 2.95$	○	31.2	2.10	12	16	41.2	55.6	25.1
×	10	6	340	170	2.00	8.0	×	18.2	9.50	3.1	5.4	430	54.3	22.0
×	11	8	623	180	3.45	13.5	○	21.3	7.80	3.6	7.8	534	58.6	21.0
×	12	9	520	168	3.10	13.4	×	28.3	8.90	4.5	12	51.2	58.6	19.5
×	13	3	268	178	1.51	5.3	×	32.3	6.89	3.2	18	37.4	45.4	26.4
×	14	3	273	168	1.63	4.0	×	31.2	4.31	3.4	13	47.1	54.3	24.4
×	15	5	450	162	2.78	12.3	×	29.5	5.62	3.2	15	54.5	62.2	24.2
×	16	6	-	-	-	$\times 1.5$	-	-	1.53	x	-	40.1	54.4	27.8

注意) 適用の欄の○は本発明品の条件を満足している本発明品であることを示す。×は該当しない比較例であることを示す。

比較例には本発明品の請求項目の規定から逸脱する項目に×を添えた。なお、本発明例と比較例の集合組織は鋼材の厚み中央部で代表している。

引張特性は圧延方向で評価した。

(引張試験は3.2mm径、平行部長さ12.5mmのミニ引張試験を用いた。ただし本発明例1～3及び比較例16ではJIS4号丸棒引張試験片を用いた。)

*) 板厚25mmの根試験板から、図2に示した廻し溶接曲げ疲労試験片を作成し、 $R = 0.1$ 時の応力変動範囲 $\Delta\sigma = 22\text{kgf}/\text{mm}^2$ にて実施。

**) 注意項目*) で述べた疲労試験における疲労破壊寿命。

*** 各本発明例及び比較例の製造方法は表2に示したとおり。

【0092】

【発明の効果】本発明により、鋼板表面に20～30KJ/min程度の1パスの廻し溶接部を有する鋼材を応力範囲：22kgf/mm²、応力比：0.1で曲げ疲労試験をおこなった場合に55000回以上の疲労寿命を有する疲労寿命特性の優れた鋼材を得ることができる。本発明鋼材は、疲労寿命を従来材の疲労寿命の1.5倍以上に改善できるため、従来材の1.5倍以上の耐用年数が期待できる。また、船体、橋梁、建設機械などの構造部材の溶接構造部位の疲労設計限度を向上させる

ことができるため、安全性を確保しつつ薄肉化による軽量化や材料の使用量を低下できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】第二相近傍のフェライト相における疲労二次き裂の発生機構の概念図である。

【図2】溶接構造部材の疲労特性評価を行う際に用いた廻し溶接4点曲げ疲労試験方法の概念図である。

【図3】本発明鋼材の第二相及びフェライト相の硬さの比(Hv(SP)/Hv(F))と第二相のアスペクト比(l(長軸長さ)/d(短軸長さ))との関係を示す

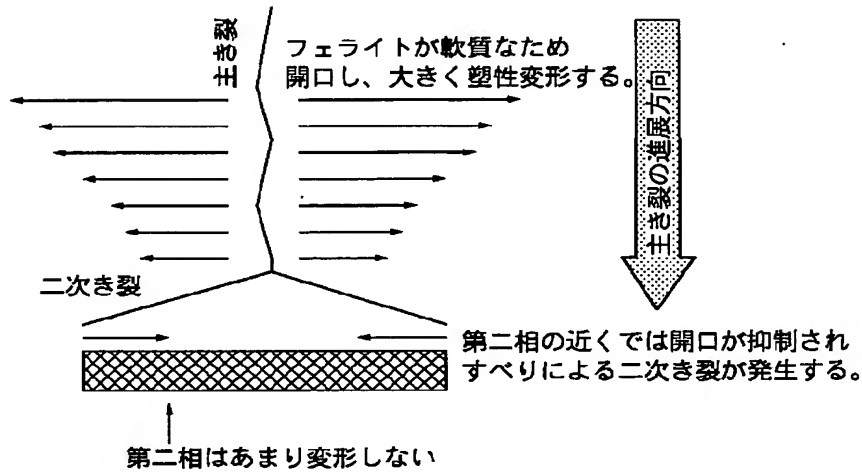
図である。

【図 4】本発明鋼材の第二相の分布間隔と疲労寿命の関係を示す図である。

【図 5】(1 1 1) 面の X 線面強度のランダム比と疲労寿命の関係を示す図である。

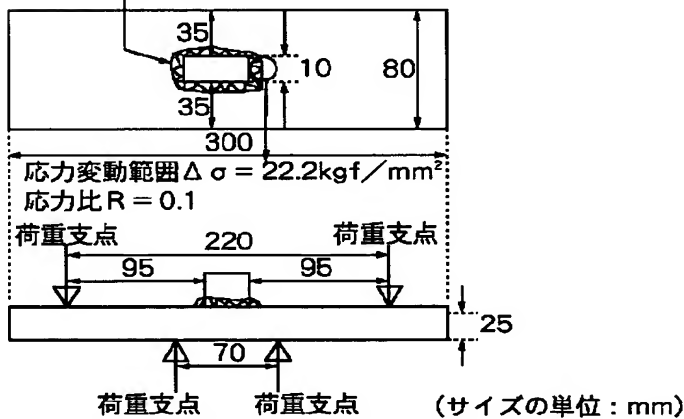
【図 6】本発明鋼材のフェライト相の平均結晶粒径と疲

【図 1】



【図 2】

溶接条件 (1.4 ϕ : CO₂ 溶接ワイヤ) : 270A - 30V - 30cm/min

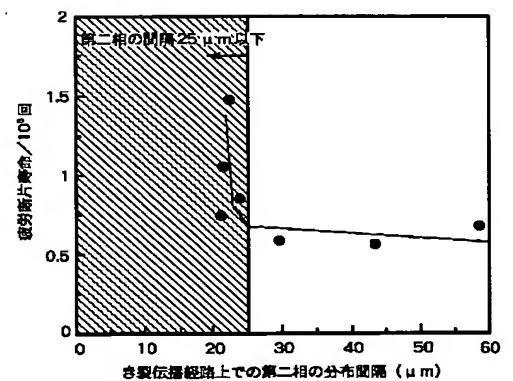


勞特性の関係を示す図である。

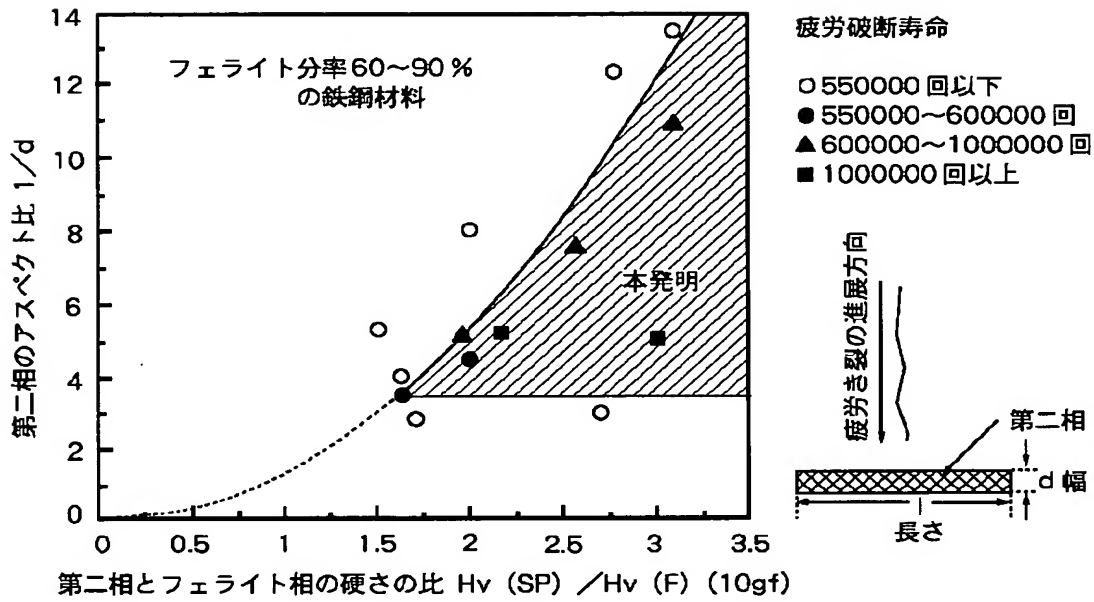
【図 7】本発明鋼材のフェライト相の最大結晶粒径と疲労特性の関係を示す図である。

【図 8】本発明鋼材と通常の高張力鋼における ΔK 値 (応力拡大係数範囲) と疲労き裂伝播速度との関係を示す図である。

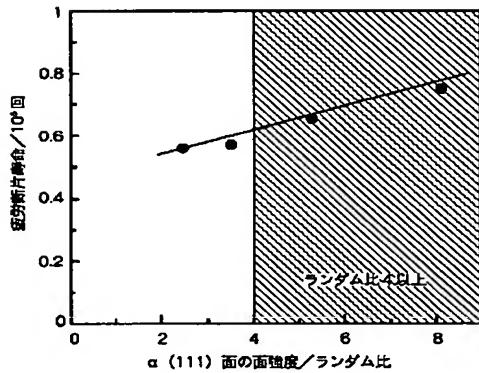
【図 4】



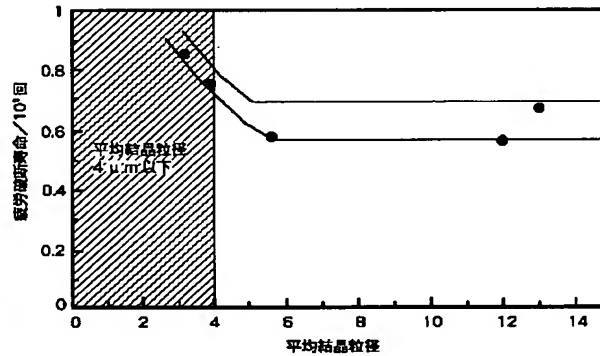
【図 3】



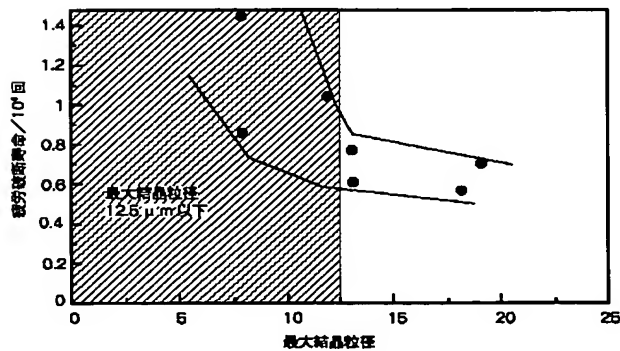
【図 5】



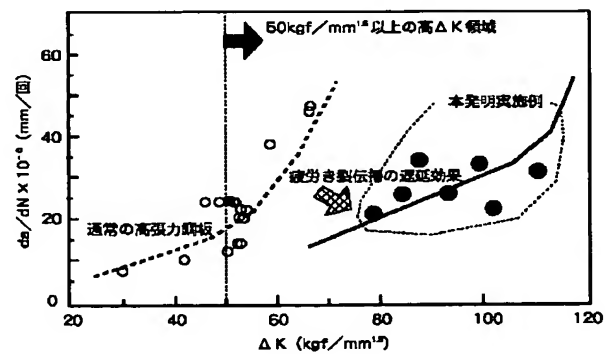
【図 6】



【図 7】



【図 8】



フロントページの続き

(72)発明者 間渕 秀里
大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内